

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **63-103051**  
(43)Date of publication of application : **07.05.1988**

---

(51)Int.Cl. C22C 38/14  
C22C 38/00

---

(21)Application number : **61-247598** (71)Applicant : **KAWASAKI STEEL CORP**  
(22)Date of filing : **20.10.1986** (72)Inventor : **ODA MUNETAKA  
AMANO KENICHI**

---

## (54) HIGH TOUGHNESS STEEL FOR WELDING

### (57)Abstract:

**PURPOSE:** To obtain a high toughness steel for welding giving a high heat input weld zone having superior toughness at low temp. by specifying a compsn. consisting of C, Si, Mn, Ti, Al, N and Fe and by allowing most of the Ti to exist as TiN of a specified grain size.

**CONSTITUTION:** This high toughness steel for welding consists of, by weight, 0.03W0.15% C, 0.05W0.50% Si, 0.5W2.0% Mn, 0.002W0.015% Ti, 0.005W0.060% Al, ≤0.005% N and the balance Fe with inevitable impurities or further contains one or more among ≤1.0% Ni, ≤0.03% Nb, ≤0.1% V, ≤0.001% B and ≤1.0% Cu as alloying components for improving the strength and toughness and/or 0.005W0.015% REM and/or 0.003W0.010% Ga as alloying components for stabilizing the toughness. In the steel, ≤50% of the Ti is present as TiN of 0.02W0.04,,m grain size. The steel gives a high heat input weld bond having ≥about 3.5kgf.m absorbed energy at -60° C and about 0.25mm critical COD value at -50° C.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

## ⑪ 公開特許公報 (A)

昭63-103051

⑫ Int.Cl.<sup>1</sup>C 22 C 38/14  
38/00

識別記号

3 0 1

庁内整理番号

B-7147-4K

⑬ 公開 昭和63年(1988)5月7日

審査請求 未請求 発明の数 4 (全7頁)

⑭ 発明の名称 高韌性溶接用鋼

⑮ 特 願 昭61-247598

⑯ 出 願 昭61(1986)10月20日

⑰ 発明者 小田 宗 隆 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑰ 発明者 天野 康一 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑰ 出願人 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

⑰ 代理人 弁理士 杉村 晓秀 外1名

## 明細書

1. 発明の名称 高韌性溶接用鋼

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002 ~ 0.015wt%, Al: 0.005~0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ全添加Ti量に対し、0.02~0.04μmのTiNとして鋼中に含有するTi量の割合が50%以上である高韌性溶接用鋼。

2. C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002 ~ 0.015wt%, Al: 0.005~0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt%を含有し、上記基本成分に対し、強度および韌性改善合金成分として、Ni  $\leq$  1.0wt%, Nb  $\leq$  0.03wt%, V  $\leq$  0.1wt%, B  $\leq$  0.001wt%, Cu  $\leq$  1.0wt%の1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ全添加Ti量に対し、0.02~0.04μmのTiN

として鋼中に含有するTi量の割合が50%以上である高韌性溶接用鋼。

3. C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002 ~ 0.015wt%, Al: 0.005~0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt%を含有し、上記基本成分に対し、韌性安定化合金成分として、REB: 0.005 ~ 0.015wt%, Ca: 0.003 ~ 0.010wt%の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ、全添加Ti量に対し、0.02~0.04μmのTiNとして鋼中に含有するTi量の割合が50%以上である高韌性溶接用鋼。

4. C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002 ~ 0.015wt%, Al: 0.005~0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt%を含有し、上記基本成分に対し、強度および韌性改善合金成分として、Ni  $\leq$  1.0wt%, Nb  $\leq$  0.03wt%, V  $\leq$  0.1wt%, B  $\leq$  0.001wt%, Cu  $\leq$  1.0wt%の1種または2種

以上を含有する他、韌性安定化合金成分として、

REM: 0.005~0.015wt%, Ca: 0.003 ~0.010wt% の 1 種または 2 種を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなり、かつ、全添加 Ti 量に対し、0.02~0.04 μm の TiN として鋼中に含有する Ti 量が 50% 以上である高韌性溶接用鋼。

### 3. 発明の詳細な説明

#### (産業上の利用分野)

本発明は、高韌性溶接用鋼に関し、特に TiN の粒径を制御した点に特徴をもつ鋼についての提案である。

一般に、極地で使用される海洋構造物や船舶、液化ガス貯蔵用タンク等に供される鋼材は、溶接工数を削減するために、大入熱で溶接されるが、その溶接縫手部については、低温でも高韌性を示すことが要求される。以下に示す鋼はかかる要求を満すものについての提案である。

#### (従来の技術)

近年、大入熱溶接用鋼については各方面において種々研究され、実用化も試みられている。例えば、特公昭51-44088号公報刊行物には、0.018wt% (以下は単に「%」のみで表示する) 以下の Ti を含有させてボンドの組織を微細化する対策が示されている。しかし、前記刊行物に開示された技術内容を見ると、N 量が、0.0075% 以上と高いレベルであることから、大入熱溶接部ボンドの低温での韌性が十分でないと推定される。

これに対し、特公昭60-4261号公報刊行物に開示された技術では、N 量を 0.0013% ~ 0.0032% とし、Ti を 0.007 % ~ 0.013 % 含有させて鋼中固溶 N を低減することにより、80kJ/cm相当の入熱で溶接したと同等の溶接再現熱サイクル付与後の衝撃試験結果では低温韌性が改善される旨報告している。しかしながら、N を低減した鋼に Ti を添加し、単に TiN を析出させて韌性の改善を試みてもそれだけでは大入熱溶接部の韌性は十分でない。

#### (発明が解決しようとする問題点)

そこで、本発明者らは、大入熱溶接部の低温韌性をさらに向上させるべく 0.005 % 以下の N および、0.015 % 以下の Ti を添加した鋼を用い、この鋼に析出する TiN の粒径を変化させて、大入熱溶接部ボンドの韌性を調査した結果、粒径が 0.02 μm 以上 0.04 μm 以下であるところの TiN の量が鋼中に多い程、低温でも優れた韌性を有することを知見するに至った。

要するに本発明の目的は、十分に低 N 化した鋼を用いて Ti を適宜量添加し、析出した TiN のうち多くの TiN の粒径を 0.02 μm から 0.04 μm にすることにより、大入熱溶接したときの溶接部ボンドの -60°C の吸収エネルギーが 3.5 kJf/mm 以上およびボンドの -50°C の限界 CDD 値が 0.25mm 以上となる鋼を得ることにある。

#### (問題点を解決するための手段)

極地で使用される海洋構造物や船舶、液化ガス貯蔵用タンクに供される大入熱溶接用材料として用いられる上記目的によく適合する鋼として本発

明は、

第 1 に、C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05 ~ 0.50 wt%, Mn: 0.5 ~ 2.0wt%, Ti: 0.002~0.015wt%, A Z : 0.005~0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt% を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなり、かつ全添加 Ti 量に対し、0.02~0.04 μm の TiN として鋼中に含有する Ti 量の割合が 50% 以上である高韌性溶接用鋼、

第 2 に、C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002 ~ 0.015wt%, A Z : 0.005 ~ 0.060wt%, N  $\leq$  0.005wt% を含有し、上記基本成分に対し、強度および韌性改善合金成分として、Ni  $\leq$  1.0wt%, Nb  $\leq$  0.03wt%, V  $\leq$  0.1wt%, B  $\leq$  0.001wt%, Cu  $\leq$  1.0wt% の 1 種または 2 種以上を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなり、かつ全添加 Ti 量に対し、0.02~0.04 μm の TiN として鋼中に含有する Ti 量の割合が 50% 以上である高韌性溶接用鋼、

第 3 に、C : 0.03~0.15wt%, Si: 0.05~0.50wt%, Mn: 0.5~2.0wt%, Ti: 0.002~0.015wt%, A Z : 0.005

～0.060wt%，N<sub>≤</sub>0.005wt%を含有し、上記基本成分に対し、韌性安定化合金成分として、

REM:0.005～0.015wt%，Ca:0.003～0.010wt%の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ、全添加Ti量に対し、0.02～0.04μmのTiNとして鋼中に含有するTi量の割合が50%以上である高韌性溶接用鋼、

第4に、C:0.03～0.15wt%，Si:0.05～0.50wt%，Mn:0.5～2.0wt%，Ti:0.002～0.015wt%，Al:0.005～0.060wt%，N<sub>≤</sub>0.005wt%を含有し、上記基本成分に対し、強度および韌性改善合金成分として、Ni<sub>≤</sub>1.0wt%，Nb<sub>≤</sub>0.03wt%，V<sub>≤</sub>0.1wt%，B<sub>≤</sub>0.001wt%，Cu<sub>≤</sub>1.0wt%の1種または2種以上を含有する他、韌性安定化合金成分として、REM:0.005～0.015wt%，Ca:0.003～0.010wt%の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ、全添加Ti量に対し、0.02～0.04μmのTiNとして鋼中に含有するTi量が50%以上である高韌性溶接用鋼、  
を提案する。

Mnは、母材に延性と強度を与るために0.5%以上の含有が必要とされる。しかしながら2.0%を超えると溶接部の硬度を著しく上昇させての上限を2.0%とする。

Tiは、鋳造後の冷却過程および再加熱時に、TiNとして析出することによって溶接部のオーステナイト粒の成長を抑制する。ただし、0.002%以下のTi量ではその効果が弱く、一方0.015%を超すTi量は、融点付近まで急熱されるボンド部で一部のTiNが分解し、固溶Tiが多くなり切って韌性を劣化させる。従ってTiの含有量は0.002～0.015%とする。

Alは、鋼の脱酸のために最低0.005%含有させることが必要である。一方sol.Alが0.06%以上になるとHAZの韌性のみならず溶接金属の韌性も著しく劣化するので、含有量は0.005～0.06%とする。

Nは、大入熱溶接部ボンドの韌性を劣化させる元素である。Nは溶接時の冷却途中に、未変態オーステナイトを安定化して韌性に有害な島状マル

### (作用)

以下に本発明の着想の根柢と成分組成限定の理由について説明する。

本発明者らの研究によると、鋼中に析出するTiNは、凝固から厚鋼板となるまでの熱履歴により分散状態が異なることが判った。従って、Nを低下させてTiを添加するだけでは、大入熱溶接部の韌性改善は期待できない。すなわち、本発明者らは、鋼中に分散したTiNのうち粒径が0.02μm～0.04μmを示すものの量を制御して、はじめて大入熱溶接部の韌性が改善されることをつきとめた。

次に、本発明鋼の成分組成限定の理由について説明する。

Cは、構造用鋼として必要な強度を得るために0.03%を下限とし、一方溶接硬化性、溶接割れ感受性を考慮して上限を0.15%とする。

Siは、製鋼の都合上0.05%以上必要とされ、一方Siを増加すると強度は上昇するが、0.5%を超すSiは母材の韌性を劣化さすため、上限を0.5%とする。

テンサイトを析出させる作用をもつからである。このためN含有量をできるだけ低下させる必要があるが、0.005%以下のN量であれば、韌性への悪影響はない。そこでN含有量は0.005%以下とする。

さらに、上記の基本成分の他に本発明では、高張力化（強度）および韌性改善のためにCu、Ni、Nb、V、Bのうちから選んだ少なくとも1種または2種以上のもの、および／または溶接熱影響部の韌性安定化作用をもつ合金元素としてREMまたはCaのうちの少なくとも1種を含有させることができる。

まず、Niは、HAZの硬化性および韌性に悪い影響を与えることなく鋼板の強度と韌性を向上させるために添加するが、高価であるので1.0%を上限とする。

Cuは、Niとはほぼ同様に強度と韌性に効果があるだけでなく、耐食性をも向上させるが、1.0%を超えると熱間脆性を生じやすく、鋼板の表面性状が低下するので1.0%を上限とする。

Nbは、母材の強度と韌性および溶接縫手強度確保のために添加するが、0.03%を超えて添加すると溶接金属やHAZの韌性を低下させるので、上限を0.03%とする。

Vは、強度と韌性向上のために添加するが、0.1%を超えて添加すると母材とHAZの韌性を劣化させるので0.1%を上限とする。

Bは、鋼板の強度向上のために添加するが、0.001%を超えるB添加は溶接熱影響部において島状マルテンサイトを生成させて韌性を劣化させる。このため上限を0.001%とした。

REMは、たとえばミッシュメタルとして添加すればよく、溶鋼中で鋼中のOまたはSと反応してREMの硫・酸化物となる。このREMの硫・酸化物は然に対して非常に安定で、ボンドにおいてTiNと同様な効果をもち韌性を安定化させる効果がある。0.005%未満のREMは添加効果が無く、また0.015%を超すREMの添加は鋼の清浄度を低下させ鋼板の韌性を低下さす。このためREMを0.005~0.015%とした。

半は溶解している。

つまり、0.02μm以下の粒径を持つTiNは、不安定であるためにオーステナイト粒成長抑制効果がないことがわかる。従って、溶接部ボンドにおいてオーステナイト粒成長抑制に効果があるTiNは0.02μm以上の粒径をもつものである。

次に、第2図に、0.06%C-0.25%Si-1.45%Mn-0.025%Al-0.01%P-0.003%S-0.008%Ti-0.0041%Nを含む鋼を用い、製造方法を変えることによりTiNの分布を変化させた鋼の0.02~0.04μmの粒径をもつTiNとしてのTi量を添加全Ti量で割った値と、最高加熱温度1350℃、800℃から500℃までの冷却時間が230秒である溶接再現熱サイクル付与後の韌性ならびに1350℃でのオーステナイト粒径との関係を示した。

なお、「TiNの粒径」は、TiNを直方体とみなしたときの一辺の長さ(l)とした。そして全添加Ti量に対し、0.02~0.04μmのTiNとして鋼中に含有するTi量の割合とは、TiNを透過電子顕微鏡で観察し、任意に100個程度測定して、各々の

Caは、REMと同じ効果を持つ。Caの場合0.003%未満の添加では効果が無く、また0.010%を超すCaの添加は鋼の清浄度を低下させ鋼板の韌性を低下さす。このためCaを0.003~0.010%とした。

次に、添加全Ti量に対して粒径0.02~0.04μmのTiNの量を制御しなければならない理由について説明する。

本発明鋼は、粒径が0.02~0.04μmのTiNとしてのTi量が添加Tiに対して少なくとも50%以上であることを要件とするが、これは次の理由による。

すなわち、0.02μm以下の粒径をもつTiNは、比表面エネルギー(表面エネルギーを体積で割った値)が大きいため非常に不安定である。第1図に、0.06%C-0.25%Si-1.45%Mn-0.025%Al-0.01%P-0.003%S-0.008%Ti-0.0041%Nを含む鋼を用い、最高加熱温度を1350℃とし、800℃から500℃の冷却時間を230秒とした溶接再現熱サイクル付与前後のTiNのヒストグラムを示す。溶接部は母材に比べると、溶接熱サイクルを付与することにより、0.02μm以下のTiNは大

TiNの体積を $\delta^3$ とし、0.02~0.04μmにあるTiNの体積の和を、添加した全部のTiNの体積の和で割った値のことである。

この図より、1350℃のオーステナイト粒径および韌性は、0.02~0.04μmのTiNが全Ti量に対する比率と関係があることがわかる。この値が50%以上となると急激にオーステナイト粒径は小さくなり、韌性が改善されることが明らかである。

この事実より、本発明鋼としの必要な条件は0.02~0.04μmのTiNとしてのTi量が添加Tiに対して少なくとも50%以上あることが必要である。  
(実施例)

表1に示した成分組成の鋼のうち、鋼記号A~Pは本発明にかかる鋼であり、鋼記号QはN、Tiとともに本発明で限定する範囲外の従来鋼である。これらの鋼について、表2に示すようにTiN量の分布を変化させた。これらの各鋼に対し入熱230kJ/cmに相当する溶接再現熱サイクルを付与し、2mmVノッチフルサイズシャルピー試験片および断面が $10 \times 20 \text{ mm}^2$ のCOD試験片を採取し、韌性を

評価した。この結果を表2にあわせて示す。

記号A1およびB1は、組成は本発明の範囲内にあるが、 $0.02\sim0.04\mu\text{m}$  のTiNの量が、50%を満たさないために、韌性が劣化している。一方、記号A2、A3およびB2は、 $0.02\sim0.04\mu\text{m}$  のTiNの量が、本発明範囲内にあるために、大入熱溶接部のシャルピー吸収エネルギーおよび限界COD値は、優れていた。低Nでかつ低Tiの成分系であっても、TiNの分布が、本発明範囲内にないと、韌性が劣化することがわかる。

また記号G1は、N量およびTi量とも本発明範囲外にある鋼である。この鋼のTiNの分布は、本発明範囲内にあるがN量およびTi量が本発明範囲外にあるために韌性は劣化していた。

記号D1、E1～P1は、Cu、Ni、Nb、V、B、REM、Caを添加したものであって、何れも $0.02\sim0.04\mu\text{m}$  のTiNが50%以上存在するために、大入熱溶接部の韌性は優れていた。

表 1

(%)

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Cu	Ni	Nb	V	B	REM	Ca	備考
A	0.06	0.25	1.45	0.009	0.003	0.025	0.008	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	本発明 1
B	0.05	0.11	1.51	0.007	0.006	0.026	0.005	0.0029	-	-	-	-	-	0.008	-	本発明 3
C	0.06	0.09	1.35	0.006	0.007	0.031	0.007	0.0031	-	-	-	-	0.0006	0.016	-	~ 4
D	0.04	0.31	1.51	0.007	0.002	0.033	0.009	0.0041	-	-	0.015	-	-	-	-	~ 2
E	0.07	0.39	1.49	0.008	0.006	0.021	0.010	0.0045	-	0.41	-	-	-	-	-	~ 2
F	0.06	0.21	1.41	0.005	0.003	0.029	0.006	0.0021	0.15	0.15	0.015	-	-	-	-	~ 2
G	0.09	0.31	1.11	0.007	0.004	0.031	0.005	0.0026	0.20	0.20	-	0.031	-	-	-	~ 2
H	0.11	0.26	1.10	0.006	0.003	0.033	0.012	0.0045	-	-	-	-	-	0.005	~ 3	
I	0.06	0.36	1.36	0.006	0.003	0.019	0.004	0.0018	-	-	-	0.023	-	-	-	~ 2
J	0.04	0.11	1.81	0.006	0.004	0.026	0.005	0.0026	-	-	-	-	0.0005	-	-	~ 2
K	0.08	0.36	1.41	0.005	0.006	0.041	0.009	0.0041	0.21	0.41	-	-	-	-	-	~ 2
L	0.06	0.31	1.51	0.007	0.008	0.019	0.007	0.0033	0.15	0.16	-	0.029	-	-	-	~ 2
M	0.12	0.11	1.01	0.009	0.003	0.025	0.004	0.0019	-	-	-	-	-	0.008	0.006	~ 3
N	0.06	0.26	1.12	0.007	0.002	0.026	0.007	0.0033	-	0.81	-	-	-	0.005	-	~ 3
O	0.03	0.11	1.21	0.005	0.003	0.021	0.005	0.0029	0.15	0.16	0.011	0.026	0.0004	0.008	-	~ 4
P	0.06	0.29	1.51	0.005	0.004	0.026	0.011	0.0043	-	-	0.016	-	0.0003	0.016	-	~ 4
Q	0.07	0.31	1.39	0.008	0.005	0.030	0.018	0.0081	-	-	-	-	-	-	-	従来鋼

表 2

記号	細記号	0.02~0.04 μm の TiN の量 <sup>1)</sup> , %	-60 ℃での吸収エネルギー - vB-60, kgf · m	-50 ℃でのCOD 値 <sup>2)</sup> at -50 ℃, mm	備考
A 1	A	38	0.4, 2.4, 0.6	0.11, 0.31, 0.29	比較鋼
A 2		63	7.1, 7.6, 4.7	0.27, 0.51, 0.52	本発明鋼
A 3		88	17.7, 12.1, 16.0	1.01, 0.98, 0.97	"
B 1	B	29	3.4, 0.8, 6.2	0.09, 0.26, 0.21	比較例
B 2		81	10.7, 18.0, 15.0	0.98, 1.01, 1.02	本発明鋼
C 1	C	71	17.1, 17.0, 15.2	1.02, 1.31, 1.10	"
D 1	D	56	17.4, 6.5, 19.7	0.71, 0.77, 0.56	"
E 1	E	72	19.1, 21.0, 21.1	1.02, 1.31, 1.15	"
F 1	F	67	4.5, 13.5, 5.0	0.34, 0.61, 0.55	"
G 1	G	79	4.4, 4.5, 10.2	0.31, 0.39, 0.51	"
H 1	H	67	10.2, 11.3, 13.1	0.55, 0.46, 0.65	"
I 1	I	75	13.1, 19.1, 16.3	1.01, 0.98, 0.98	"
J 1	J	80	21.6, 29.3, 11.9	1.31, 1.05, 0.99	"
K 1	K	67	9.6, 10.1, 12.1	0.51, 0.41, 0.55	"
L 1	L	71	8.7, 6.7, 5.9	0.39, 0.51, 0.33	"
M 1	M	50	11.3, 11.6, 10.9	0.78, 0.79, 0.83	"
N 1	N	57	17.1, 19.1, 13.3	0.93, 1.01, 1.10	"
O 1	O	80	23.1, 29.6, 27.3	0.99, 0.98, 0.91	"
P 1	P	64	19.6, 16.1, 16.3	0.78, 0.77, 0.95	"
Q 1	Q	56	2.1, 0.8, 2.8	0.11, 0.08, 0.08	従来鋼

1) 0.02~0.04 μm のTiN としてのTi量を添加Ti量で割った値

2) BS 5762(1979) に従って算出した。

## (発明の効果)

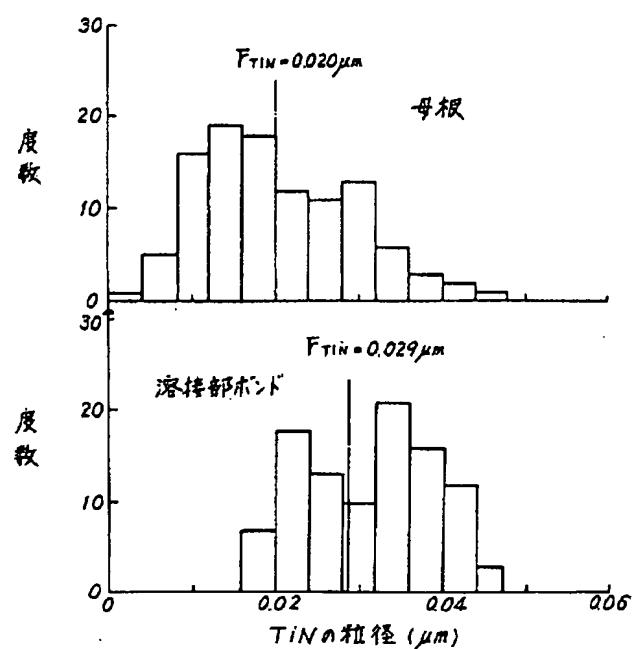
以上説明したように本発明鋼は、優れた低温韌性を示す溶接用鋼であるから、極めて使用される海洋構造物や船舶および液化天然ガスを貯蔵するタンクの製作に当って、大入熱溶接しても韌性を劣化させることなく、しかも大幅なコストダウンを実現できる。

## 4. 図面の簡単な説明

第1図は、溶接再現熱サイクル付与前後の母材と溶接部ボンドにおけるTiN の分布状態を示すグラフ。

第2図は0.02~0.04 μm 粒径の有効Ti量と溶接再現熱サイクル付与後の韌性および1350 ℃でのオーステナイト粒径の関係を示したグラフである。

第1図



第2図

